

7. E.V. Chuprinov, F.M. Zhuravlev, V.P. Lyalyuk, D.O. Kassim, and K.O. Shmeltser, «Ofliusovani lokalni speky – ohrudkovana zalizorudna monosyrovyna dlia suchasnoi domennoi plavky» [«Fluxed local cakes – lumped mono-raw materials for modern blast furnace»], *Visnyk Pryazovskoho derzhavnoho tekhnichnoho universytetu. Seriia: Tekhnichni nauky – Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, № 41, pp. 60-70, 2020. doi: 10.31498/2225-6733.41.2020.226183. (Ukr.)

Стаття надійшла 06.03.2024

Стаття прийнята 28.03.2024

УДК 669.715.22

doi: 10.31498/2225-6733.48.2024.310676

© Фон Прусс М.А.*

МЕТОДИ НЕЙТРАЛІЗАЦІЇ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ В ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ СИСТЕМИ Al-Si-Cu З ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ДО 1,5 % МАС.

У статті представлено результати експериментальних досліджень, які демонструють можливість нейтралізації несприятливих залізовмісних фаз в алюмінієвих сплавах системи Al-Si-Cu, отриманих методом лиття, за допомогою модифікування Cr, Mo, V і Co. Проведено аналіз впливу цих елементів на процес кристалізації, мікроструктуру та фазовий склад алюмінієвих сплавів. Отримані результати свідчать про суттєві зміни у морфології та розподілі залізовмісних фаз, що дозволяє покращити механічні та експлуатаційні характеристики алюмінієвих сплавів.

Ключові слова: модифікування, мікроструктура, алюмінієві сплави, вторинне виробництво, залізовмісні фази.

M.A. Fon Pruss. Methods of neutralization of iron-containing phases in cast aluminum alloys of the Al-Si-Cu system with iron content of up to 1,5 mass. %. The article discusses the effectiveness of various modifiers, namely chromium (Cr), molybdenum (Mo), vanadium (V), and cobalt (Co), in neutralizing the negative impact of iron on the properties of aluminum alloys in the Al-Si-Cu system by altering the morphology of iron-containing phases. The current advancements in the modification of aluminum alloys are examined, focusing on the influence of these elements on microstructural changes and mechanical properties. An in-depth analysis of the microstructure was conducted, and the optimal concentrations of the modifying elements were identified to achieve enhanced mechanical characteristics. The study highlights that the addition of Cr, Mo, V, or Co facilitates the formation of a fine-grained structure and significantly reduces the size of iron-containing phases to approximately 10 μm . Furthermore, the research elaborates on the thermodynamic interactions between iron and the modifying elements, providing insights into the mechanisms by which these modifiers influence the crystallization process and phase distribution within the alloy. This study opens new avenues for the development of high-performance aluminum alloys with optimized microstructures through precise control of modifier concentrations. The improved alloys exhibit superior mechanical properties, making them suitable for applications in various industrial sectors, including automotive and other industries, where high strength and reliability are critical. Experimental results demonstrate that the strategic addition of Cr, Mo, V, and Co can effectively mitigate the adverse effects of iron inclusions, leading to alloys with enhanced ductility, tensile strength, and

* мол. наук. співробітник, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, м. Київ, ORCID: 0000-0002-0450-5490, m.fonpruss@gmail.com

overall performance. The findings suggest that these modifiers not only refine the grain structure but also promote a more uniform distribution of phases, thus improving the alloy's resistance to cracking and other forms of mechanical failure. The insights gained from this research provide a valuable foundation for further exploration and optimization of aluminum alloys for high-demand applications, emphasizing the critical role of microstructural engineering in achieving desired material properties.

Key words: *modification, microstructure, aluminum alloys, secondary production, iron-containing phases.*

Постановка проблеми. Алюмінієві сплави широко використовуються у ливарному виробництві завдяки своїм добрим механічним властивостям, корозійній стійкості та легкості обробки. Ці сплави визнані ідеальними матеріалами для застосування у сфері автомобілебудування завдяки високій міцності при малій вазі, корозійній стійкості та хорошій оброблюваності [1, 2]. Вони дозволяють значно зменшити вагу автомобіля, що, в свою чергу, підвищує його паливну ефективність та зменшує викиди шкідливих речовин [3].

Однак, високі витрати на первинне виробництво алюмінію часто обмежують широке використання цього металу в конструкції транспортних засобів. Щоб досягти подальшого зменшення ваги легких транспортних засобів, зберігаючи доступність за ціною, важливо знизити вартість виробництва алюмінієвих компонентів.

Алюміній є економічно-вигідним, бо придатний для повторного використання. Тобто алюмінієві вироби можуть бути багаторазово перероблені в нові продукти із винятковою швидкістю відновлення, де енергія, необхідна для виробництва вторинного або переробленого алюмінію, становить лише 5% енергії, яка використовується для виробництва первинного алюмінію. Таке скорочення підкреслює значні економічні та екологічні переваги використання переробленого алюмінію у виробництві деталей для автомобільної промисловості [3].

За технологією виготовлення виробів, найрозповсюдженішою є група ливарних алюмінієвих сплавів на основі системи Al-Si-Cu (6...13 мас. % Si, 1..5 мас. % Cu) [2], які називають силумінами, мають високі ливарні властивості і вирізняються високою рідкотекучістю, малою лінійною усадкою (0,9...1,2%) та схильністю до утворення гарячих тріщин [1, 2]. Крім того, чудова ливарна здатність алюмінієвих сплавів на основі Al-Si-Cu, дозволяє виготовляти складні компоненти, а також консолидувати зварні або з'єднані підсистеми в єдину литу деталь за менших витрат.

Однак недолік таких сплавів у тому, що при виготовленні та повторній переробці цих сплавів утворюються залізовмісні фази з різною особливою морфологією [1, 4]. Найбільш небезпечною є фаза β -Al₃FeSi [1]. Маючи голкоподібну форму, вона зменшує міцність та пластичність алюмінієвих сплавів, окрихчує їх і погіршує здатність оброблення різанням [5]. З огляду на це, оптимізація властивостей таких сплавів є важливим напрямом досліджень.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Найкращий спосіб позбутися цього недоліку – це зміна морфології цієї фази на більш сприятливу за допомогою модифікування [6]. Модифікування змінює процес евтектичної та перитектичної реакцій (за останньою реакцією утворюються залізовмісні фази), а також процес первинної кристалізації [1-3, 5]. При модифікуванні не тільки змінюється структура, але й істотно поліпшуються механічні та ливарні властивості сплаву. Модифікування – термодинамічні, хімічні, а також енергетичні впливи, ефект від яких полягає в змінах структурно-фазового стану сплавів, у порівнянні з необробленим станом. Одним із загально визнаних і високоефективних підходів модифікування є метод введення окремих елементів або їхніх з'єднань у невеликій кількості до сотих відсотка в металевий розплав [7]. Варто зауважити, що зміна морфології у силумінах з'являється тільки при певному вмісті модифікатора у розплаві [5, 6].

Вибір модифікатора залежить від конкретного складу сплаву, бажаних властивостей і передбачуваного застосування. Також вибір модифікатора вимагає ретельного розгляду хімічного складу сплаву та бажаних структурних і механічних поліпшень.

Існують тенденції поширення багатокомпонентних модифікаторів, які утворюють більш складні хімічні сполуки, які не тільки змінюють морфологію залізовмісної фази, а й грають роль додаткових зміцнювачів [7]. Один з негативних факторів застосування комплексного

модифікатору полягає у тому, що він має складний фазовий склад і високий модифікуючий ефект, що може призвести як до поганого засвоєння, так і до перемодифікування.

Тому розробка процесів комплексного модифікування повинна також брати до уваги допустимі концентрації складових модифікуючих компонентів, їх здатність до утворення комплексних високотемпературних інтерметалідів, тощо.

Переваги застосування комплексного модифікування полягають в наступному [2-7]:

1) дія одночасно двох або більше модифікаторів може мати синергетичний мультиплікаційний вплив на зміну структурно-фазових параметрів сплавів;

2) з'являється можливість знизити відсоток вмісту кожного елемента, що дає виконання умов обмеження складу сплаву за домішками та забезпечує від перемодифікування;

3) можливість створити дрібнокристалічні та нестандартні структури, у тому числі – армовані композитні сплави.

Для здійснення ефективного комплексного модифікування, яке забезпечує всебічний вплив на матеріал, необхідно врахувати два типи модифікаторів:

- Зерноподрібнюючі модифікатори, що включають елементи, такі як Co, Cr, Ti, Zr, Sc, Mo, V, Hf, PЗМ, а також деякі сполуки, наприклад, карбіди, бориди тощо [3-7].

- Зміцнюючі модифікатори, які містять фази, що утворюються у сплаві завдяки присутності певних елементів, що сприяють дисперсійному зміцненню матриці. До таких елементів належать Sc, Mn, Cr та інші [2-7].

За результатами огляду наукової літератури було обрано модифікатори першого типу, а саме: Cr, Mo, V та Co [6, 7]. Змінюючи мікроструктуру та хімічні взаємодії всередині матеріалу, ці елементи ефективно запобігають утворенню шкідливих залізовмісних голкоподібних фаз.

Хром також має сильну спорідненість із залізом і діє як марганець в плані модифікування залізовмісних фаз. Він є слабшим модифікатором, ніж марганець, проте сильнішим, ніж кобальт. Хром сприяє утворенню інтерметалічних сполук $Al_{13}Si_4(CrFe)_4$, які є компактними та більш сприятливими, ніж $\beta-Al_5FeSi$.

Ванадій чинить незначну зерноподрібнюючу дію і сприяє збільшенню легованості твердого розчину на основі алюмінію кремнієм. Здатність до зерноподрібнення може ефективно перешкоджати зростанню залізовмісних фаз і не дозволяти їм досягти великих розмірів через обмеження місця для їх утворення.

Молібден за механізмами впливу на структурно-фазові характеристики силумінів є схожим на ванадій, проте за участі молібдену частіше виникають первинні залізовмісні фази зіркоподібної форми.

Кобальт вибрано у якості модифікатора, через його сильну спорідненість із залізом. Вона зумовлена насамперед їхніми схожими атомними структурами та хімічними властивостями (утворення різних сполук). Коли кобальт вводять в алюмінієвий розплав, він легко реагує з атомами заліза, замінюючи його в залізовмісних фазах. Це призводить до утворення залізовмісних фаз, які будуть мати морфологію, відмінну від голкоподібної форми. В цьому випадку дія кобальту є схожою на дію марганцю.

Модифікатори Cr, Mo, V та Co за типом відносяться до 1 групи, які створюють в розплаві високодисперсну суспензію, частки якої є зародками, навколо яких буде рости кристал [7]. Тобто ці модифікатори виступають як центри кристалізації. Однак застосування цих модифікаторів для модифікування залізовмісних фаз має зовсім інший механізм їх утворення, як було зазначено в [4-7]. Ванадій, хром, молібден, кобальт утворюють тверді розчини з малою граничною розчинністю елемента в твердому розчині на основі алюмінію та інтерметалідні з'єднання з алюмінієм. Тому вони можуть входити у залізовмісні фази чи зв'язувати залізо у інтерметаліди з неголчастою морфологією.

Таким чином, модифікатори Cr, Mo, V та Co для нейтралізації заліза будуть виступати як елементи впровадження і заміщення в кристалічній решітці заліза, яке здійснюється шляхом обміну у співвідношенні 4 атома модифікатора на атом заліза, що вплине на кристалографічні і термодинамічні характеристики майбутніх залізовмісних фаз [2, 6].

Метою статті є визначення впливу модифікування елементами Cr, Mo, V та Co, на зміну морфології залізовмісних фаз у вторинних силумінах з підвищеним вмістом заліза для покращення їхніх механічних властивостей.

Виклад основного матеріалу. В якості шихтових матеріалів брали відходи ливарних алюмінієвих сплавів АК8М3 та АК18 для одержання базового сплаву $AlSi9Cu3$. Виплавку базового сплаву проводили в лабораторній шахтній печі опору СШОЛ-1.1,6/12 в графітошамотному тиглі до температури $800 \pm 10^\circ C$ і витримували протягом 5 хвилин для забезпечення розчинення всіх тугоплавких фаз та нівелювання можливої структурної спадковості. Дошихтовували розплав необхідною кількістю компонентів, а саме лігатурою $Al-33Cu$. Для дослідження впливу модифікування при підвищеній концентрації заліза в розплав вводили чисте залізо у кількості 1,5% мас.

Температуру розплаву вимірювали термопарою типу А (вольфрам-ренієвий сплав, ВР5/ВР20), захищеною керамічним чохлам.

Після розплавлення і перегріву рідкого алюмінієвого розчину проводили рафінування та флюсову обробку. Для убезпечення від надмірного насичення домішками застосовували процедуру рафінування розплаву, використовуючи сольовий флюс із складом 47,5% $NaCl$, 47,5% KCl та 5% NaF (% мас.) у кількості 0,5% від маси сплаву, який має однакову температуру плавлення.

Модифікатори Cr , Mo , V та Co вводили в розплав за допомогою лігатур $Al-5Cr$, $Al-10Mo$, $Al-10V$, $Al-5Co$ (вміст яких не перевищував 0,1% мас.), що є більш доцільним з технологічної точки зору. Для роботи було використано лігатури, виплавлені методом електронно-променевої ливарної технології. Такі лігатури містять найдрібніші модифікуючі інтерметалідні фази, розмір яких в 10-250 разів менший за промислові аналоги та може складати 1...10 мкм [7]. Таким чином, їх засвоєння відбувається швидше та рівномірніше, що позитивно впливає як на ефективність модифікування, так і на енергозбереження.

Розплав перемішували за допомогою титанової мішалки для однорідності сплаву та витримували до 7 хвилин. Після цього з поверхні розплаву видаляли шлаки.

Після витримки температуру розплаву знижували та підстужували до $780^\circ C$ для подрібнення мікро- та макроструктури, зменшення внутрішніх напружень та короблення, що забезпечується завдяки наближенню температури розплаву до температури ліквідус. Потім розплав виймали з печі, перемішували та розливали за температури $760^\circ C$. Така завищена температура розливи дозволила зменшити імовірність утворення тугоплавких фаз та їх коагуляції в розплаві, а не у формі під час кристалізації.

Далі розплав повільно заливали у підігріту до $200^\circ C$ металеву форму, яку нагрівали для запобігання тріщиноутворення. Щоб забезпечити повільне охолодження розплаву, його залишали охолоджуватися на повітрі.

Після виготовлення зразків було досліджено хімічний склад та міроструктуру цих матеріалів. Мікроструктуру досліджували за допомогою скануючого електронного мікроскопа з енергодисперсним мікроаналізатором РЕМ 106И. Зразки механічно обробляли, після чого з них робили шліфи для подальших досліджень.

Хімічний склад досліджуваних зразків сплаву $AlSi9Cu3$ з підвищеним вмістом заліза після модифікування наведено у таблиці 1.

Таблиця 1

Хімічний склад дослідних зразків сплаву $AlSi9Cu3$ з підвищеним вмістом заліза у вихідному немодифікованому стані та після модифікування

Сплав	Хімічний склад, % мас., Al – основа							
	Si	Cu	Fe	Mn	Модифікатори			
					Co	Cr	V	Mo
Вихідний	8,8	2,74	1,53	0,56	-	-	-	-
Модифікований	10,14	3,09	1,72	0,45	0,07	0,09	0,08	0,07

Марганець, який можна також вважати модифікатором, що постійно присутній в сплаві, містився у кількості 0,45...0,56% мас. За звичайних умов така кількість марганцю буде недостатньою для утворення більш розгалужених залізовмісних фаз $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ у формі так званого «китайського шрифту» [1], які містять залізо. За загальноприйнятими правилами, співвідношенням $Mn:Fe$ повинно бути близько 0,5. Збільшення вмісту марганцю призводить до суттєвого погіршення технологічних властивостей та механічних характеристик, тому при вмісті заліза у сплаві на рівні 1,5% мас. потрібно залучати додаткові елементи, які або також зв'яжуть залізо,

або підсилять дію марганцю. Додавання ванадію також змінює морфологію залізовмісних фаз, підсилюючи дію марганцю. Це дозволяє забезпечити утворення більшої кількості компактних залізовмісних фаз у сплаві при підвищеному вмісті заліза до 1,5% мас. Також хром та кобальт зможуть замінити собою частину марганцю, виконуючи аналогічні реакції в алюмінієвому сплаві.

Такий підхід в дослідженні сприяє більш широкому розумінню синергії модифікаторів між собою та їх впливу на структуру і зміну морфології та розмірів залізовмісних фаз.

Репрезентативна мікроструктура сплаву AlSi9Cu3 після лиття без модифікування проілюстрована на рисунку 1.

Якість відливок оцінюється по дендритній структурі α -Al, розміру Si пластин, залізовмісних фаз та механічним властивостям. Морфологія зерен твердого розчину вихідних сплавів принципово не відрізняється одна від одної. Зерна в теорії повинні мати форму дендритів з довгими гілками першого порядку, що мають гострі кінці, і розвинутими гілками другого порядку. Однак з мікроструктур не спостерігаються дендрити, а пластинчастий Si зовсім відсутній. Структура цього зразка виражається в утворенні переважно дрібнодисперсної та доволі рівномірної структури. Так як залізовмісні фази представляють найбільший інтерес, тому основну увагу було зосереджено на них.

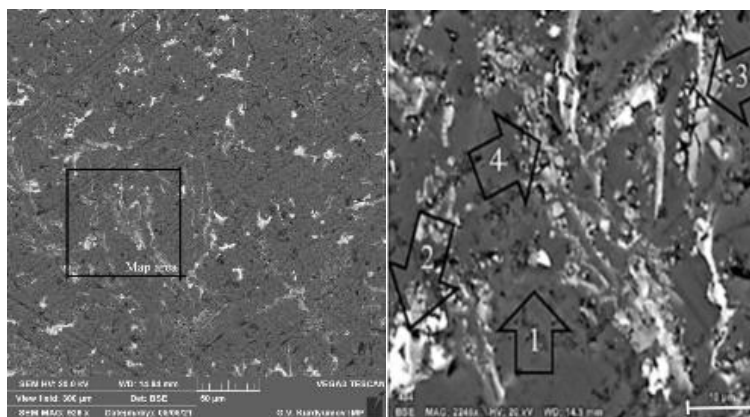


Рис. 1 – Мікроструктури дослідного зразка вихідного сплаву AlSi9Cu3(Fe)

Залізовмісні фази концентрувались на певних ділянках шліфа та зустрічались у вигляді невеликих за розміром загалом розгалужених кристалів до 30 мкм. Їх розподіл був досить рівномірний за перетином шліфа.

Випробований сплав AlSi9Cu3(Fe) є багатокомпонентний, тому в ньому кристалізуються більш складні евтектичні суміші. Після завершення кристалізації дендритів α -Al відбувається кристалізація складних евтектичних сумішей: потрійних – $\alpha(\text{Al}) + \text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2 + \beta(\text{Si})$.

Для визначення будови зразків та визначення локального хімічного складу виділених зон застосовували метод скануючої електронної мікроскопії (SEM), обладнаної енергетично дисперсійною рентгенівською спектроскопією (EDS) (табл. 2).

Таблиця 2

Локальний хімічний склад досліджуваних зразків, виділених на рисунках 1 та 2

Сплав	Точка	Хімічний склад, % мас., Al – основа							
		Si	Cu	Fe	Mn	Co	Cr	V	Mo
Базовий	1	2,65	0,58	0,08	-	-	-	-	-
	2	1,95	54,98	1,82	0,55	-	-	-	-
	3	20,88	1,13	22,77	6,72	-	-	-	-
	4	8,80	1,28	7,05	2,02	-	-	-	-
Модифікований	1a	1,05	1,7	0,24	-	-	-	-	0,10
	2б	8,08	2,75	17,06	6,62	0,93	2,58	1,48	2,65
	3в	0,94	48,53	0,03	0,01	-	0,03	-	-

Детально проаналізуємо хімічний склад кожного зразка, наведеного у таблиці 1, для більш глибокого розуміння утворених структурних складових.

Точка 1. У структурі литого силуміну виявлено наявність твердого розчину на основі алюмінію. У структурі за рахунок модифікування також присутні стабільні інтерметаліди, які є центрами кристалізації й тим самим подрібнюють α -Al, надаючи гілкам дендритів більш округлу конфігурацію. У результаті цього відбувається зменшення міждендритних відстаней та подрібнюється складна евтектика та вторинні інтерметалідні фази.

Точка 2. У точці 2 перебувають елементи: Al та Cu. Ці фази мають вигляд компактних утворювань округленої форми, які дещо витягнуті у напрямку міждендритних ділянок. Розміри фази Al_2Cu становлять до 10 мкм.

Точки 3, 4 відповідають залізовмісній фазі, морфологія якої нагадує «китайські ієрогліфи». Кількість марганцю невелика, але підсиленню його впливу сприяє мідь у кількості від 1,28% мас [1, 2]. Але так як вміст заліза становить 1,53% мас. (табл. 1), то у структурі також спостерігаються голчасті залізовмісні фази β - Al_5FeSi . Розмір залізовмісних фаз становить 30 мкм (т. 3) та 25 мкм (т. 4).

При одночасному додаванні Co, Cr, V та Mo утворюється дрібнодисперсна і рівномірна мікроструктура (рис. 2). У порівнянні з базовим зразком дана мікроструктура більш виразна у наявних структурних складових, які рівномірно розподілені по об'єму зразка, однак помітно їх невелике скупчення у нижній частині.

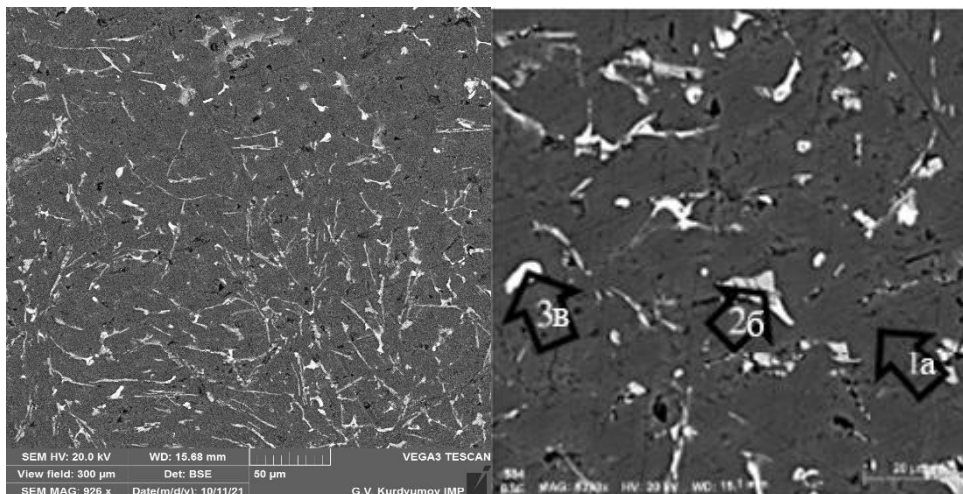


Рис. 2 – Мікроструктура дослідного сплаву $AlSi_9Cu_3(Fe)$, модифікованого Cr, Mo, V та Co

Локальний хімічний аналіз показав, що точка 1a відповідає α -Al твердому розчину, до якого ввійшов молібден у кількості до 0,1% мас., що може впливати на механічні властивості сплаву, зокрема, може покращити його міцність або стійкість до впливу високих температур. Порівнюючи з точкою 1 базового сплаву, можна зазначити, що процес модифікування призводить до утворення стійких інтерметалідів. Ці інтерметаліди виступають центрами кристалізації, що сприяє подрібненню α -Al та формуванню дендритів більш округлої форми. Це може призвести до зменшення міждендритних відстаней осей 2-го порядку та подрібнення складної евтектики й вторинних інтерметалідів.

Точка 2b відповідає залізовмісній фазі, морфологія якої вказує на більш виражену розгалужену будову, бо містить до 17,06% мас. заліза за складом (табл. 2, т. 26). Розмір такої фази становив до 10 мкм, що говорить про суттєве подрібнення цих складових. У склад даної залізовмісної фази ввійшли усі 4 модифікуючих елементи, хром та молібден були присутні у найбільших кількостях до 3% мас. Пари елементів хром-молібден і кобальт-ванадій були виявлені у рівних кількостях. Виявлений рівноважний розподіл елементів у парах вказує на важливі взаємодії між компонентами та можливу синергію їхніх властивостей у розглянутій системі. Цей феномен можна пояснити хімічним балансом у складі залізовмісної фази. Зауважено, що пари елементів утворюються у рівних кількостях у разі подібних масових відношень цих елементів у фазі.

Зокрема, більша кількість хрому та молібдену свідчить про їхнє більш ефективне модифікування, що сприяє їхньому більш інтенсивному впливу на залізовмісну фазу.

Модифікування з додаванням хрому, молібдену, кобальту та ванадію призвело до кращого розподілу фаз, зменшуючи їх розміри та покращуючи механічні властивості.

До евтектики Al_2Cu з розміром до 10 мкм (табл. 2, т. 3в) ввійшов хром у кількості 0,03% мас. Фаза Al_2Cu у базовому сплаві не мала чіткої виразної округлої форми, як у модифікованому сплаві, що зменшує можливість концентрації напружень. Модифікований сплав має ще більш розгалужені фази з меншими розмірами, що підвищує міцність та зменшує крихкість. Це можна пояснити наявністю хрому, який ввійшов до її складу. Хром, будучи перехідним металом, може займати частину місць міді. Також хром може впливати на розподіл фаз у сплаві, сприяючи більш однорідному розподілу фаз і покращуючи механічні властивості.

Висновки

Проаналізовано особливості ефектів додавання елементів Mo, V, Cr, Co, у ливарний алюмінієвий сплав системи Al-Si-Cu.

Встановлено, що сумісне додавання одразу усіх чотирьох модифікаторів сприяло зв'язанню заліза у сприятливі за морфологією фази та подрібненню структурних складових, утворюючи дрібнодисперсну та рівнорозподілену структуру.

Модифікатори Mo, V, Cr та Co дещо посилюють вплив дії марганцю шляхом залучення більшої кількості цього елемента до залізовмісних фаз, що може позитивно впливати на механічні характеристики. Усі чотири елемента ввійшли до складу залізовмісних фаз.

Отримані результати можуть бути використані для розробки нових технологій виготовлення ливарних алюмінієвих сплавів з підвищеним вмістом заліза до 1,5% мас., що матимуть покращені експлуатаційні характеристики. Це, у свою чергу, дозволить розширити сферу застосування таких сплавів у різних галузях промисловості, включаючи автомобілебудування, авіацію та будівництво. Подальші дослідження у цьому напрямі передбачають оптимізацію складу сплавів та режимів термічної обробки для досягнення максимальних показників міцності та довговічності.

Перелік використаних джерел:

1. A formation map of iron-containing intermetallic phases in recycled cast aluminum alloys / Cinkling E., Rsdgeway C.D., Yan X., Luo A.A. *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*. 2019. Vol. 50. Pp. 5945-5956. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05469-6>.
2. Kasińska J., Bolibruchová D., Matejka M. The influence of remelting on the properties of AlSi9Cu3 Alloy with higher iron content. *Materials*. 2020. Vol. 13. Pp. 575-567. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma13030575>.
3. Alshmiri F. Lightweight material: aluminium high silicon alloys in the automotive industry. *Advanced Materials Research*. 2013. Vol. 774-776. Pp. 1271-1276. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.774-776.1271>.
4. Mondolfo L. F. Aluminium alloys. Structure and properties. Butterworth, 1976. 640 p.
5. Belov N. A., Aksenov A. A., Eskin D. G. Iron in aluminium alloys: impurity and alloying element. 1st ed. CRC Press, 2002. 360 p. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781482265019>.
6. Fundamentals of aluminium metallurgy / ed. by Roger N. Lumley. 1st ed. Woodhead Publishing, 2011. 862 p.
7. Фон Прусс М. А. Способы та методы зміни морфології залізовмісних фаз у силумінах. *Прогресу лиття*. 2020. № 1(139). С. 30-41. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2020.01.030>.

References:

1. E. Cinkling, C.D. Rsdgeway, X. Yan, and A.A. Luo, «A formation map of iron-containing intermetallic phases in recycled cast aluminum alloys», *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, vol. 50, pp. 5945-5956, 2019. doi: 10.1007/s11661-019-05469-6.
2. J. Kasińska, D. Bolibruchová, and M. Matejka, «The influence of remelting on the properties of AlSi9Cu3 Alloy with higher iron content», *Materials*, vol. 13, pp. 575-567, 2020. doi: 10.3390/ma13030575.

3. F. Alshmri, «Lightweight material: aluminium high silicon alloys in the automotive», *Advanced Materials Research*, vols. 774-776, pp. 1271-1276, 2013. doi: [10.4028/www.scientific.net/AMR.774-776.1271](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.774-776.1271).
4. L.F. Mondolfo, *Aluminium alloys. Structure and properties*. Butterworth, 1976.
5. N.A. Belov, A.A. Aksenov, and D.G. Eskin, *Iron in aluminium alloys: impurity and alloying element*, 1st ed. CRC Press, 2002. doi: <https://doi.org/10.1201/9781482265019>.
6. *Fundamentals of aluminium metallurgy*, Roger N. Lumley, Ed., 1st ed. Woodhead Publishing, 2011.
7. M.A. Fon Pruss, «Sposoby ta metody zminy morfolohii zalizovmisnykh faz u syluminakh» [«Ways and methods of changing the morphology of iron-containing phases in silumins»], *Protsesy lyttia – Casting processes*, № 1(139), pp. 30-41, 2020. doi: [10.15407/plit2020.01.030](https://doi.org/10.15407/plit2020.01.030). (Ukr.)

Стаття надійшла 07.05.2024

Стаття прийнята 28.05.2024

УДК 671.774.35

doi: [10.31498/2225-6733.48.2024.310682](https://doi.org/10.31498/2225-6733.48.2024.310682)

© Григоренко В.У.¹, Алексєєнко С.В.², Головченко О.П.³

РОЗВИТОК МЕТОДУ ВИЗНАЧЕННЯ ПЛАНУЄМОЇ ПОПЕРЕЧНОЇ РІЗНОСТІННОСТІ ХОЛОДНОКАТАНИХ ТРУБ НА ОСНОВІ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ПРИ РІЗНИХ ВАРІАНТАХ ВИКОНАННЯ ПОДАЧІ ТА ПОВОРОТУ

В останні роки в Україні почали застосовувати стани холодної прокатки труб, де можна виконувати різні режими подачі та повороту труби. Постановка проблеми. Потрібен метод, що дає можливість планувати при цьому поперечну різностінність труб. Ціль. Розробка методу визначення плануємої різностінності для проектування технології виробництва з забезпеченням регламентованої підвищеної якості труб по їх геометрії. Методика. Отримання експериментальних результатів з впливу режимів виконання подачі та повороту при холодній прокатці на поперечну різностінність труб. Режим 1 – подачу виконують перед прямим ходом, а поворот перед зворотним ходом кліті; режим 2 – подачу виконують перед прямим ходом, а поворот перед прямим та зворотним ходом кліті; режим 3 – подачу виконують у передньому і задньому положенні кліті, а поворот у задньому положенні; режим 4 – подачу та поворот виконують перед прямим та зворотним ходом кліті). Результати. З випробуваних режимів найбільш ефективним (з погляду виправлення поперечної різностінності труб заготовок, є режим 2 та режим 4. Наукова новизна. Вперше отримані додаткові експериментальні дані по величині поперечної різностінності труб при веденні процесу холодної прокатки труб з різними режимами виконання подачі і повороту перед прямим і зворотним ходом кліті. Показано, що ведення процесу холодної прокатки труб з подачею перед прямим і поворотом перед прямим і зворотним ходом кліті дає в 1,5 разу кращі показники по точності труб в порівнянні з подачею перед прямим ходом кліті та поворотом перед зворотним ходом кліті. Такі ж показники дає процес з подачею і поворотом перед прямим і зворотним ходом кліті. Практична значимість. Отримані результати потрібні при розробці технології з виготовлення труб з підвищеними вимогами до поперечної різностінності.

¹ д-р техн. наук, професор, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Дніпро, ORCID: 0000-0002-1809-2842, gvu135gvu@i.ua

² д-р техн. наук, професор, НТУ «Дніпровська політехніка», м. Дніпро, ORCID: 0000-0003-0320-989X

³ аспірант, НТУ «Дніпровська політехніка», м. Дніпро, ORCID: 0000-0003-3439-205X